

На правах рукописи

Шарапова Валентина Анатольевна

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ
И ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ НОВЫХ СТАЛЕЙ
НА Fe-Cr-Ni ОСНОВЕ ДЛЯ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ**

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2011

Работа выполнена на кафедре металловедения ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина».

Научный руководитель	доктор технических наук, доцент Мальцева Людмила Алексеевна
Официальные оппоненты	доктор технических наук, профессор Потехин Борис Алексеевич, УГЛТУ, г. Екатеринбург доктор технических наук, профессор Фарбер Владимир Михайлович, УрФУ, г. Екатеринбург
Ведущая организация	Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится 17 июня 2011 года в 15⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 в ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» по адресу: г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19, УрФУ, Metallургический факультет, ауд. Мт-329, тел. (343) 375-45-74, факс (343) 374-38-84, mla44@mail.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке УрФУ.

Автореферат разослан 13 мая 2011 года.

Ученый секретарь
диссертационного Совета

Шилов В.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Развитие новых технологий непосредственно связано с созданием и качественным улучшением свойств и служебных характеристик материалов. Среди них особое место занимают стали и сплавы для пружин и упругих элементов. Высокопрочные коррозионно-стойкие стали для упругих элементов различных областей применения и условий эксплуатации, должны обладать повышенной надежностью, теплостойкостью, конструкционной прочностью и отсутствием формоизменений в процессе эксплуатации. Использование коррозионно-стойких хромоникелевых аустенитных сталей типа 18-8, а также сталей мартенситного класса 30X13, 40X13 в качестве материала для упругих элементов ограничивается низкими значениями релаксационной стойкости, а также низкой технологичностью, что является особенно важным для получения проволоки тонких и особо тонких сечений. Разработанная аустенитная сталь 03X14N11K5M2ЮТ – материал, удовлетворяющий вышеперечисленным требованиям, в связи с особенностями ее легирования, обладая высокой технологичностью, позволяющий проведение интенсивной холодной пластической деформации для формирования высокопрочного состояния.

Дальнейшая разработка и внедрение в промышленность новых прогрессивных материалов данного класса связана с необходимостью выявления закономерностей влияния состава и структуры, а также процессов деформационного упрочнения на заданный комплекс физико-механических свойств. Кроме того, многокомпонентная система легирования коррозионно-стойких сталей нуждается в жесткой балансировке фазового состава, т.к. колебания химического состава при выплавке, даже в узких пределах могут резко изменить фазовый состав, структуру и, соответственно, служебные и технологические свойства.

В связи с этим для многокомпонентных высоколегированных коррозионно-стойких сталей *актуальной* задачей является оценка влияния химического состава и параметров механо-термической обработки на различных этапах технологических переделов при получении проволоочной заготовки на структуру, фазовый состав и требуемый комплекс свойств для упругих элементов.

Работа выполнялась в соответствии с одним из основных направлений научной деятельности кафедры «Металловедение» УрФУ в рамках госбюджетной научно-исследовательской работы: №2243 «Теоретические основы создания принципиально новых безуглеродистых высокопрочных коррозионностойких сплавов на Fe-Cr-Ni основе с дополнительным легированием Co, Mo, Ti и Al с получением ультрамелкозернистого и наноструктурных состояний», а также проектов в аналитической целевой программе «Развитие потенциала высшей школы» (2010-2013 гг).

Цель работы. Установить основные закономерности формирования структуры, фазового состава и свойств новых сталей типа 03X14H11K5M2ЮТ при различных режимах деформационно-термической обработки в процессе изготовления проволоочной заготовки для упругих элементов ответственного назначения с требуемым уровнем физико-механических свойств.

Для достижения поставленной цели решали следующие **задачи**:

1. Определить концентрационные интервалы содержания основных легирующих элементов в сталях типа 03X14H11K5M2ЮТ для обеспечения необходимого комплекса высоких физико-механических свойств и сохранения аустенитного класса стали.
2. Исследовать роль метастабильного аустенита, как фактора повышения прочностных свойств и характеристик ударной вязкости в метастабильных аустенитных сталях.
3. Оценить влияние снижения содержания кобальта (с 5,0 до ~1,0 мас.%) на фазовый состав, структуру, физико-механические свойства и склонность к выделению интерметаллидных фаз новых сталей.
4. Установить температурные интервалы и последовательность процессов образования и растворения интерметаллидных фаз для научно-обоснованного выбора оптимальных параметров термообработки.
5. Исследовать влияние степени стабильности структуры на упругие свойства и релаксационную стойкость стали 03X14H11K5M2ЮТ.

Научная новизна

Впервые экспериментально установлена роль влияния легирования кобальтом (с 5,0 до ~1,0 мас.%) на изменение последовательности, состава и температурных интервалов выделения высокотемпературной χ -фазы. Показано, что содержание кобальта 5,0 мас.% значительно снижает количество χ -фазы в закаленной стали 03X14H11K5M2ЮТ.

Методами рентгеноструктурного фазового анализа, микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающей электронной микроскопии, терморентгенографии и термического анализа установлены температурные интервалы выделения упрочняющей интерметаллидной фазы NiAl (300..500° С) и нежелательной при производстве проволоки тончайших сечений χ -фазы (700..1000° С).

Описаны закономерности образования и распада δ -феррита в исследованных аустенитных сталях с различным содержанием кобальта. Показано, что старение δ -феррита в сталях с пониженным (~1,0 мас.%)

содержанием кобальта сопровождается выделением частиц интерметаллидной χ -фазы в интервале температур 600..700° С.

Комплексными исследованиями методами рентгеноструктурного фазового анализа, микрорентгеноспектрального анализа и просвечивающей электронной микроскопии, с привлечением измерения магнитных характеристик исследуемых материалов при глубоком охлаждении и последующем отогреве до комнатной температуры было выявлено, что аустенит исследуемых сталей обладает термической стабильностью в широком интервале температур от криогенных до 500° С.

Определена температура последеформационного старения, обеспечивающая повышенную релаксационную стойкость стали 03X14H11K5M2ЮТ при рабочих температурах до 400° С в условиях нагружения.

Практическая значимость

На основе проведенного комплексного исследования определены допустимые концентрационные интервалы содержания основных легирующих элементов аустенитных сталей на Fe-Cr-Ni основе, обеспечивающих воспроизводимость заданного комплекса физико-механических свойств.

С учетом закономерностей протекания фазовых и структурных превращений в сталях, в том числе с пониженным содержанием кобальта, определены режимы термопластической обработки, обеспечивающие высокие эксплуатационные свойства. Выявлено, что стали с пониженным содержанием кобальта обладают несколько меньшей технологичностью при волочении, но могут быть использованы для пружин и упругих элементов, не испытывающих тяжелого нагружения и воздействия высоких температур.

Показано, что новые аустенитные стали обладают повышенными характеристиками хладостойкости и теплостойкости и могут обеспечить надежную работу пружин и упругих элементов вплоть до 400° С.

Отработана технология получения высокопрочной проволоки (закалка + деформация + последеформационное старение 500° С) для упругих элементов и медицинского стержневого инструмента из исследуемой стали, обладающей повышенной технологичностью при волочении, что позволило сократить число промежуточных смягчающих отжигов при производстве проволоки. Изготовлена опытная партия проволоки разных типоразмеров, проведены успешные полупромышленные испытания в ПТО «Медтехника», г. Казань.

Полученные данные могут быть использованы при чтении курсов лекций и проведении лабораторных практикумов для студентов специальности «Материаловедение в машиностроении».

Апробация работы. Основные положения диссертационной работы доложены на 7 международных и всероссийских конференциях и школах: V Российской научно-практической конференции «Физические свойства металлов и сплавов» (Екатеринбург, 2009); XVII международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2009); X международной научно-технической конференции «Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых» (Екатеринбург, 2009); «Берштейновских чтениях по термомеханической обработке металлических материалов, посвященные 90-летию со дня рождения профессора М.Л. Берштейна» (Москва, 2009); «International conference “Hot Forming of Steels & Product Properties» (Grado, Italy. September 2009); «XIX Петербургских чтениях по проблемам прочности» (Санкт-Петербург, 2010); «The 6th International Conference on Advanced Materials and Processing. ICAMP6» (Lijiang, PR China. July 2010).

Публикации. По теме диссертационной работы опубликованы 15 научных работ, из них: три статьи в ведущих рецензируемых журналах по перечню ВАК; семь статей в сборниках научных трудов; пять работ в сборниках докладов и тезисов конференций.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, библиографического списка и приложения. Работа изложена на 146 страницах, содержит 63 рисунка, 7 таблиц и библиографический список из 117 источников.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность выбранной темы, определены цели исследования, научная новизна и практическая ценность работы.

В первой главе проанализированы литературные данные по разработке составов коррозионно-стойких сталей. Отражено влияние легирующих элементов на их физико-механические свойства. Приведены особенности формирования высокопрочного состояния, рассмотрены механизмы деформационного старения и релаксации напряжений. На основании проведенного анализа сформулированы задачи данного исследования.

Во второй главе приведены химический состав, режимы выплавки и деформационно-термической обработки опытных плавок с колебаниями по содержанию основных легирующих элементов относительно базового состава метастабильной аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ, а также с пониженным содержанием в составе кобальта.

Структуру, фазовый состав и свойства стали изучали комплексно различными методами: *механические испытания*, как на проволочных, так и на стандартных образцах – в соответствии с требованиями ГОСТ 1579-93, ГОСТ

11701-84, ГОСТ 1497-84, ГОСТ 3565-80. Круглые образцы испытывали на одноосное растяжение при комнатной температуре в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497 на электромеханической разрывной машине Instron-3382. Характеристики *ударной вязкости* при 20°C и при температуре жидкого азота – на стандартных образцах 10×10×55 мм с V-образным надрезом согласно ГОСТ 9454 с помощью инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. *Твердость* – с помощью приборов Роквелла и Виккерса (ГОСТ 9013-59, ГОСТ 2999-75). *Микроструктурные исследования* – на оптическом микроскопе OLYMPUS JX-51 при увеличениях 200 и 500 крат. Электронно-микроскопические исследования – на микроскопах JEM-200CX и JSM-5610LV. *Рентгеноструктурный анализ* – на дифрактометре ДРОН-2 при кобальтовом или хромовом K_α излучении, а также на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance в K_α медном излучении в интервале углов отражения $\theta=12-70$ при напряжении $U=40$ кВ, токи трубки $I=40$ мА. *Терморентгенографический анализ* проводили с использованием высокотемпературной камеры AntonPaar НТК 1200N, при медном K_α излучении в интервале температур 30..1000°C, с шагом 50-100°C в вакууме (10^{-2} - 10^{-3} Па). *Микрорентгеноспектральный анализ* – на растровом электронном микроанализаторе Philips SEM 535 с приставкой Jeol JSM-6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350. *Дифференциально-термический анализ* – на приборе синхронного термического анализа Netzsch STA 449 C Jupiter с записью кривых дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) в интервале температур 20..1000°C в проточной атмосфере аргона со скоростями нагрева 20°/мин. *Магнитные свойства* измеряли на установке, включающей компьютеризированный гистерезисграф Remagraph C-500 и модернизированную универсальную испытательную машину УММ-5. *Модуль упругости* определяли с использованием метода динамического механического анализа, который был осуществлен на приборе DMA 242. Термическую обработку сплавов проводили в печах типа СНОЛ.

В третьей главе представлены результаты изучения фазовых превращений, структурных изменений и физико-механических свойств сталей двух групп легирования на базе безуглеродистой коррозионно-стойкой аустенитной стали 03X14N11K5M2ЮТ (плавка 129); I группа – в зависимости от колебаний основных легирующих элементов (плавки 2, 4, 8, 9), II – группа с пониженным содержанием кобальта и без него (плавки 5, 10, 12 и 11).

Структура всех закаленных сталей состоит из зерен аустенита полиэдрической формы с тонкими границами и двойниками отжига. Структура сталей второй группы (с пониженным содержанием кобальта) содержит большее количество мелких точечных выделений второй фазы, как правило, расположенных внутри зерен (рис. 1).

С повышением температуры нагрева под закалку наблюдается растворение частиц присутствующей второй фазы, о чем свидетельствуют некоторое увеличение периода кристаллической решетки аустенита с повышением температуры нагрева под закалку от 800..1000° С, данные по изменению твердости, а затем и рост зерна аустенита (выше 1100° С).

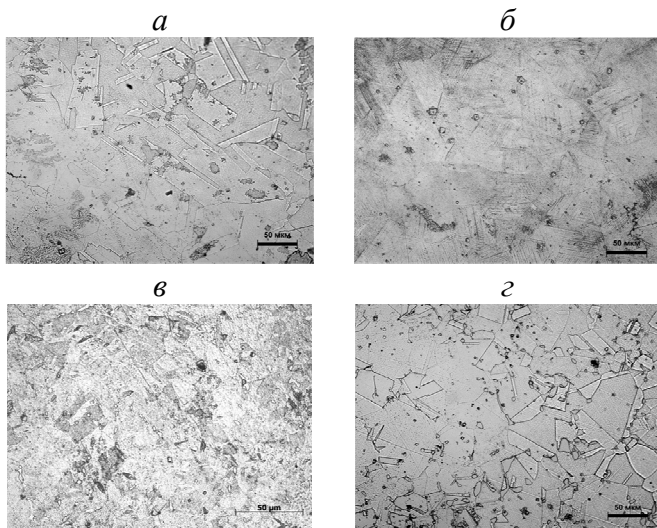


Рис. 1. Микроструктура закаленных от разных температур сталей плавки 4 (а, б) и плавки 5 (в, г): а, в – 800° С; б, г – 1100° С

В сталях с пониженным содержанием кобальта (плавки 5 и 11) после закалки в структуре отмечается небольшое количество δ -феррита, о наличии которого также свидетельствует появление слабой намагниченности. Количество δ -феррита в данных сталях увеличивается с повышением температуры нагрева под закалку. Присутствие некоторого количества δ -феррита в плавке 5 сдерживает рост зерна аустенита при нагреве под закалку.

Фазовый рентгеноструктурный анализ (РСФА) всех закаленных от 800 до 1000° С сталей показал, что кроме основной фазы, которой является аустенит, в структуре можно отметить присутствие небольшого количества предположительно χ -фазы, доля которой уменьшается с повышением температуры нагрева под закалку. Это растворение приводит к обогащению твердого раствора ферритообразующими элементами (хромом, молибденом, алюминием и др.), что, по-видимому, и является причиной возникновения δ -феррита за счет $\gamma \rightarrow \delta$ превращения (рис. 3).

В сталях, содержащих повышенное (4,0..5,0 мас. %) количество кобальта (плавки 2, 4, 8, 9) после закалки от 1100° С δ -феррит не фиксируется (рис. 2).

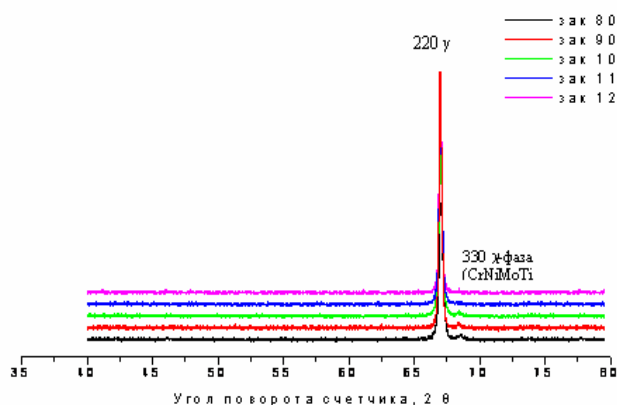


Рис. 2. Дифрактограммы стали плавки 4 (при закалке от температур 800..1200° С) $\text{CrK}_{\alpha 1}$ излучение

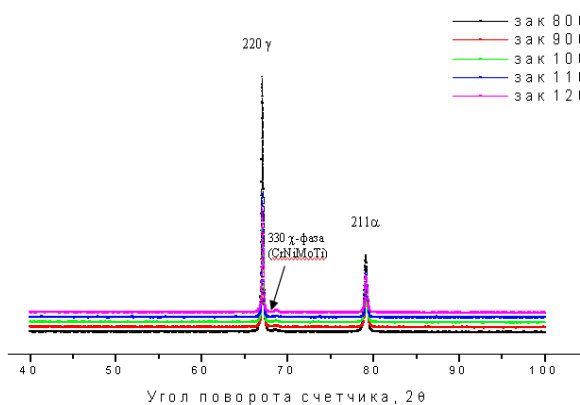


Рис. 3. Дифрактограммы стали плавки 5 (при закалке от температур 800..1200° С) $\text{CrK}_{\alpha 1}$ излучение

Данные электронно-микроскопического исследования позволили уточнить природу второй фазы, которая наблюдалась в исследуемых сталях, закаленных от 1000° С. На электронограммах видно, что выделяющаяся из аустенита, интерметаллидная фаза расшифровывается, как χ -фаза с кубической решеткой (рис. 4).

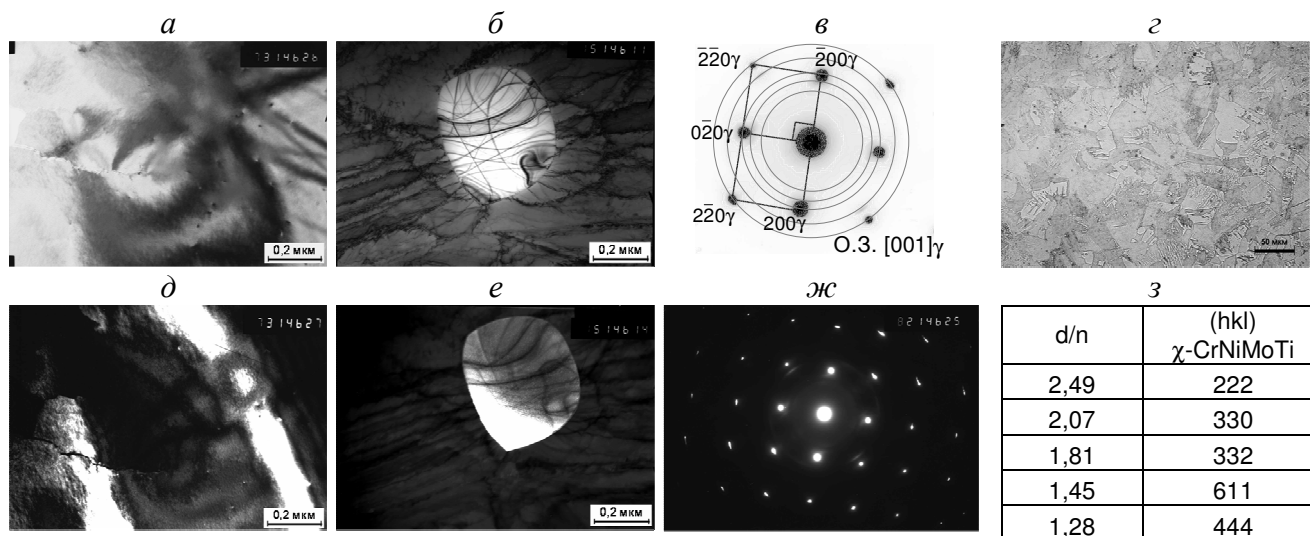


Рис. 4. Тонкая структура закаленной (от 1000° С) стали плавки 11: *а, б* – светлопольное изображение; *в* – схема расшифровки, *г* – микроструктура; *д* – темнопольное изображение в рефлексе (200) γ ; *е* – темнопольное изображение в рефлексе (611) χ -CrNiMoTi; *ж* – микродифракция

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) закаленных от 1000° С образцов показал (рис. 5), что практически у всех исследуемых сталей в структуре присутствует две фазы: высокотемпературная интерметаллидная χ -фаза, с повышенным содержанием хрома, никеля, молибдена и алюминия, и карбонитридная фаза (Ti,Fe,Ni)(C,N). Следует отметить, что в кобальтсодержащих сталях обнаруженная высокотемпературная интерметаллидная χ -фаза переменного состава, кроме указанных элементов содержит еще и кобальт.

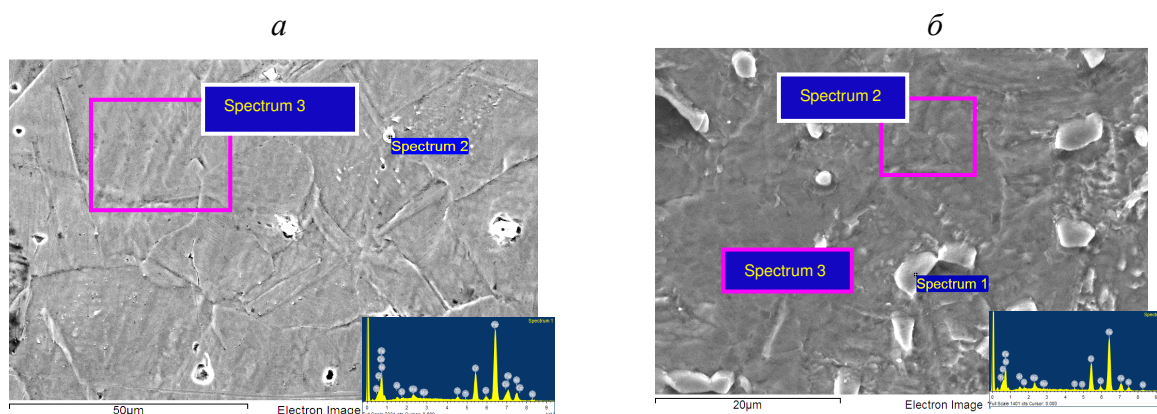


Рис. 5. Микрорентгеноспектральный анализ закаленных от 1000° С сталей плавки 4 (*а*) и плавки 5 (*б*)

Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава χ -фазы: $(\text{Fe,Ni})_{42,0}\text{Cr}_{13,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Al}_{1,0} \rightarrow (\text{Fe,Ni})_{39,0}\text{Cr}_{14,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Co}_{2,0}\text{Al}_{1,0}$ (согласно атомным процентам по данным МРСА).

Выбор температуры нагрева под закалку обусловлен с одной стороны, растворением избыточных нежелательных интерметаллидных фаз и получением однофазной аустенитной структуры, а с другой стороны отсутствием интенсивного роста зерна. Таким образом, в дальнейшем нагрев под закалку проводили от температуры 1000..1050° С в воду.

После закалки от 1000° С механические свойства (табл. 1) всех исследуемых сталей характеризуются высокими значениями пластичности ($\delta = 51..63$ %, $\psi = 76..86$ %) и вязкости ($KCV = 2,26..3,69$ МДж/м²), а также низкими значениями прочности, предела текучести и твердости. Различие этих характеристик для закаленных от 1000° С сталей внутри каждой группы незначительное и обусловлено колебаниями химического состава и степенью пересыщенности γ -твердого раствора.

Таблица 1

Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 1000° С

№ плавки	Фазовый состав, %		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²		A _p /A _z *	
	α	γ						20°С	-196°С	20°С	-196°С
129	-	100	245	540	2.2	63	83	-	-	-	-
2	-	100	395	615	1.6	51	76	2,51	1,94	1,49	0,37
4	-	100	330	592	1.8	55	76	2,26	1,79	1,06	0,38
8	-	100	280	555	2.0	60	83	3,69	1,93	2,33	0,58
9	-	100	355	565	1.6	37	79	3,16	1,90	1,95	0,62
5	~ 5-10	95-90	345	585	1.7	52	78	2,58	1,80	1,70	0,37
10	-	100	270	550	2.0	52	85	-	-	-	-
12	-	100	240	525	2.2	63	85	-	-	-	-
11	~ 10-15	98	240	520	2.2	64	86	-	-	-	-

* на плавках 10, 11, 12 ударная вязкость не определялась ввиду ограниченного количества металла

Обработка диаграмм ударного нагружения, записанных в координатах «нагрузка-прогиб», позволяет выделить из общей работы разрушения образца (A) ее составляющие – работу зарождения трещины (A_z) и работу распространения трещины (A_p), рассчитать пиковое усилие, определить напряжения пластического течения.

Сравнительный анализ результатов испытаний сталей первой и второй группы легирования показал, что стали всех исследуемых плавков обладают повышенным сопротивлением росту трещин и, соответственно, запасом конструкционной прочности во всем температурном диапазоне динамических испытаний, что характерно для всех сталей, принадлежащих к аустенитному классу.

С понижением температуры испытания до минус 196° С соотношение работ распространения и зарождения трещины (A_p/A_z) снижается, что указывает на уменьшение динамической трещиностойкости сталей при ударном нагружении в низкотемпературной области.

Фрактографический анализ изломов ударных образцов показал, что процесс разрушения закаленных образцов всех исследуемых сталей развивается по внутризеренному механизму с образованием вязких ямок, размер которых определяется уровнем энергоемкости разрушения, при этом более высоким значениям ударной вязкости ($KCV = 3,69 \text{ МДж/м}^2$) соответствуют более крупные и глубокие энергоемкие ямки (рис. 6, а, в).

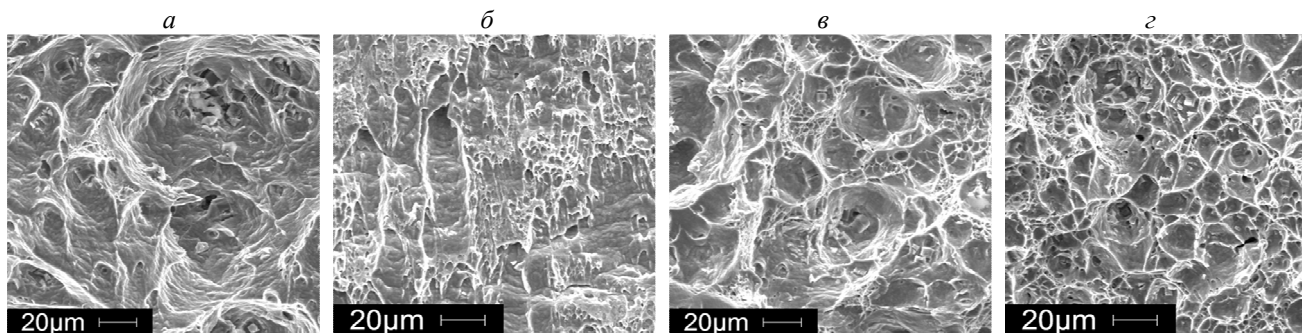


Рис. 6. Микростроение поверхности изломов ударных образцов:
а – плавка 4 (20°C); б – плавка 5 (20°C); в – плавка 4 (-196°C); г – плавка 5 (-196°C)

Для оценки количества дополнительно образующегося мартенсита деформации был проведен рентгеноструктурный анализ поверхности изломов ударных образцов сталей обеих групп, который показал, что в изломах аустенитных сталей (плавки 2, 4 и 8) в процессе ударных испытаний при 20 и минус 196° С зафиксировано от 11 до 16 % и от 80 до 90 % мартенсита деформации соответственно. В плавке 5 при комнатной температуре испытаний наблюдается практически вдвое большее количество ОЦК-фазы, которая складывается из мартенсита деформации и δ -феррита. По-видимому, образование значительного количества мартенсита деформации в изученных метастабильных сталях способствует росту энергоемкости разрушения за счет мартенситного превращения при ударных испытаниях и сохранению повышенных значений ударной вязкости при понижении температуры испытаний от комнатной до температуры жидкого азота (табл. 1).

Для того, чтобы отделить количество мартенсита деформации, полученного в результате ударного нагружения при минус 196° С от возможного мартенсита охлаждения была предпринята попытка определения мартенситной точки для исследуемых сталей на ремаграфе при охлаждении до температур жидкого гелия с последующим отогревом до комнатной температуры.

Измерения магнитного момента в поле напряженностью 8 кА/м, показали, что необратимых изменений фазового состава сталей при охлаждении до температуры жидкого гелия и последующего нагрева до комнатной температуры не происходит, стали обеих групп проявляют стабильные магнитные характеристики. Точки мартенситного превращения зафиксировано не было. Отмечено аномальное поведение магнитного момента плавки 5 (0,8 мас.% Со),

свидетельствующее о наличии в данной плавке антиферромагнетизма. Зафиксировано также относительное снижение магнитного момента с увеличением содержания кобальта в составе стали, так плавка 4 обладает меньшим магнитным моментом по сравнению с плавкой 5, в структуре которой был обнаружен δ -феррит.

Отсутствие изменений фазового состава после проведенных охлаждения и отогрева исследуемых сталей было подтверждено данными рентгеноструктурного анализа и говорит о термической стабильности аустенита. Таким образом, можно сделать вывод, что весь образовавшийся в исследуемых сталях в результате ударного нагружения мартенсит является мартенситом деформации.

Для изучения температурных интервалов фазовых и структурных превращений, происходящих при непрерывном нагреве в сталях первой и второй группы легирования, был проведен дифференциально-сканирующий анализ (ДСК) образцов, предварительно закаленных от 1000°C . Анализ кривых ДСК (рис. 7) позволил сделать вывод, что в ходе нагрева последовательно идут несколько процессов. Обнаруживаются три экзотермических эффекта: первый очень слабый экзотермический пик в районе температур $400..500^{\circ}\text{C}$ связан с выделением, отвечающей за упрочнение, низкотемпературной интерметаллидной фазы NiAl ($\gamma \rightarrow \text{NiAl}$), что следует также из результатов электронно-микроскопических и дюротрических исследований.

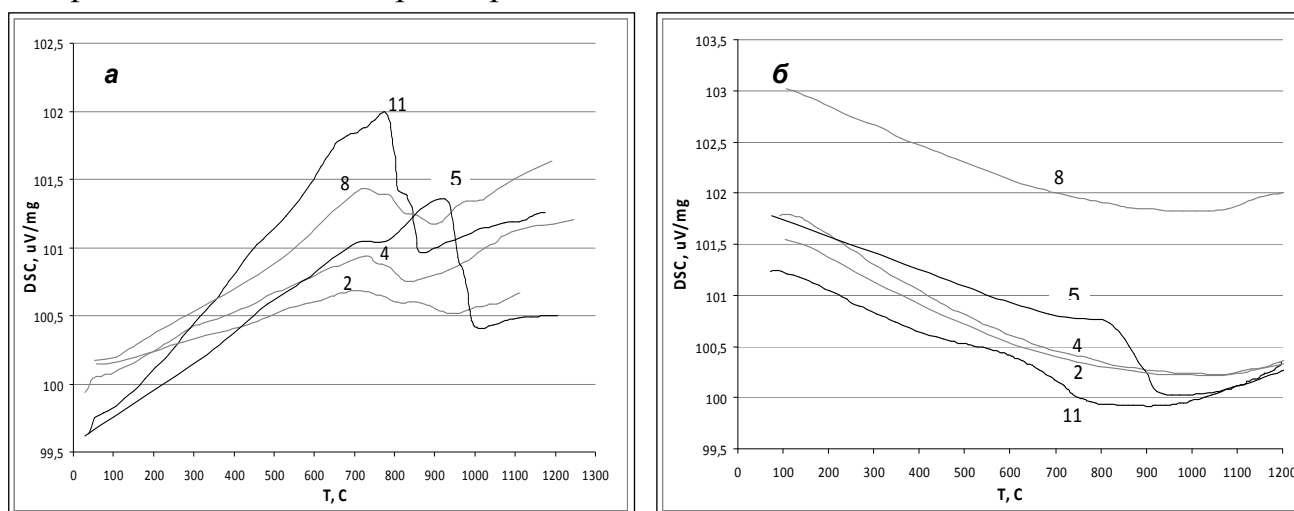


Рис. 7. Кривые дифференциально-сканирующего анализа при нагреве (а) и охлаждении (б) сталей I (плавки 2, 4, 8) и II (плавки 5, 11) групп. Исходное состояние закалка от 1000°C . Цифры у кривых номера плавков

При проведении дюротрических исследований закаленных и состаренных образцов при нагреве до температур не превышающих 500°C , так же наблюдали небольшой рост прочностных свойств, связанных с протеканием процессов старения пересыщенного γ -твердого раствора. Высокотемпературные пики в районе $\sim 650..750^{\circ}\text{C}$, по-видимому, связаны с распадом δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \gamma$) в сталях второй группы легирования, и выделением интерметаллидной χ -фазы из γ -твердого раствора $\sim 650..800^{\circ}\text{C}$.

Явно выраженный эндоэффект на кривых ДСК в районе 850..1000° С, связан, по видимому, с последующим растворением высокотемпературной χ -фазы, приводящим к образованию δ -феррита.

Распад пересыщенного твердого раствора сопровождается некоторым уменьшением периода кристаллической решетки аустенита, связанным с выделением интерметаллидных фаз, низкотемпературной интерметаллидной фазой в районе 400° С и высокотемпературной – выше 700° С, соответственно.

Отмечено, что кривые охлаждения сталей I и II групп не идентичны. Анализ кривых охлаждения сталей с пониженным содержанием кобальта в интервале температур 900..700° С показал наличие экзотермического эффекта (см. рис. 7, б). Известно, что легирование коррозионностойких сталей кобальтом в ряде случаев является необходимым, так как кобальт подавляет нежелательное образование δ -феррита в сталях. Очевидно, экзотермический эффект в сталях II группы с пониженным содержанием кобальта при охлаждении из высокотемпературной области связан с распадом δ -феррита с образованием в интервале 900..700° С χ -фазы переменного состава и обедненного легирующими элементами δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \delta'$). Данный факт подтверждается наличием гистерезиса свойств для плавки 5, второй группы легирования, при измерении удельного электросопротивления исследуемых сталей при нагреве и охлаждении, при полной обратимости процессов для стали плавки 4.

Данные рентгеноструктурного анализа сталей первой и второй группы при старении от различных температур не обнаруживают существенных отличий фазового состава состаренных образцов от закаленных, фиксируя лишь появление незначительного количества предположительно интерметаллидной фазы NiAl (~ 0,8..0,9 %).

Изучение микроструктуры сталей закаленных от 1000° С с последующим старением в интервале температур 300..700° С не выявило существенных изменений. Однако, при нагреве выше 650° С начинается распад аустенита, на который указывали данные рентгеноструктурного и фазового анализа, а также повышенная травимось, связанная с неоднородностью химического состава.

Электронно-микроскопические исследования подтвердили существование высокотемпературной интерметаллидной фазы в образцах сталей обеих групп, закаленных от 1000° С и состаренных при 500° С, наличие в теле аустенитных зерен частиц вторых фаз размером около 130 нм, которые были идентифицированы как первичные не растворившиеся при закалке выделения χ -фазы (рис. 8), а также образование низкотемпературной упрочняющей интерметаллидной фазы NiAl после старения при температуре 500° С, дисперсные выделения которой равномерно распределены внутри зерен.

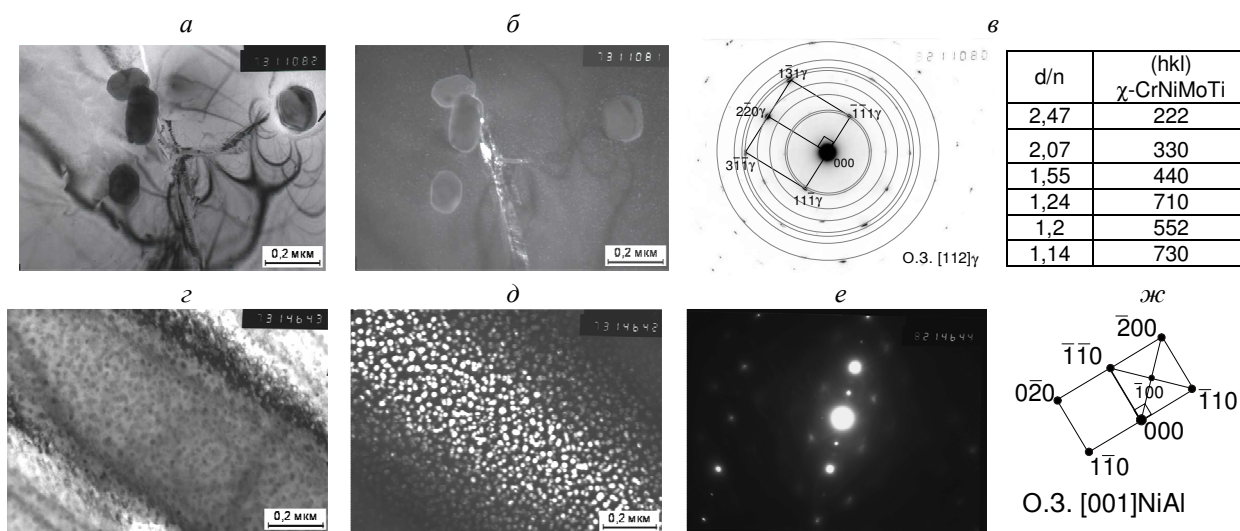


Рис. 8. Тонкая структура закаленных (от 1000° С) и состаренных при 500° С образцов плавок 4 (а-в) и 11 (з-ж): а, з – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе (330) χ-фазы; д – темнопольное изображение в рефлексе ($\bar{1}00$)NiAl; в, е – микродифракция; ж – схема расшифровки

Выделения χ-фазы тяготеют к границам зерен и, обедняя их легирующими элементами, приводят к образованию δ-феррита в закаленных сталях с пониженным содержанием кобальта. Частицы χ-фазы имеют эллипсовидный профиль формы, проявляют склонность к огранению. Частицы NiAl выделяются из аустенита при старении закаленных сталей. Однако, процессы старения в аустените после закалки во всех исследуемых сталях протекают слабо и не приводят к существенному повышению прочностных свойств, что указывает на неперспективность проведения данной технологической операции после закалки.

В четвертой главе решалась задача изучения фазовых превращений и изменения физико-механических свойств деформированных сталей.

Первоначально образцы исследуемых сталей после закалки от 1000° С в воду были подвергнуты испытанию на растяжение и кручение в магнитоизмерительном комплексе Remagraph C-500 для определения степени метастабильности структуры стали. Растяжение образца в магнитоизмерительном комплексе в некоторой степени имитирует операцию холодного волочения заготовки, поскольку в обоих случаях наблюдается деформация растяжением вдоль одной оси и две деформации сжатия в ортогональных осях.

Протекание мартенситного превращения отмечено по изменению величины намагниченности при испытаниях на кручение стандартных образцов вплоть до разрушения. Увеличение намагниченности с ростом степени деформации свидетельствует о протекании мартенситного превращения. Более интенсивный прирост магнитных свойств для стали плавки 5 с пониженным содержанием кобальта и наличием δ-феррита в исходном состоянии, характеризует большую склонность сталей второй группы к мартенситообразованию, что обусловлено изменением механизма деформации.

Исследуемые стали после закалки от 1000° С в воду были протянуты без промежуточных отжигов с диаметра 8,0 на 0,88 мм. Истинная деформация (ϵ) при этом составила порядка 4.

По маршруту волочения были отобраны образцы для механических испытаний и дальнейших исследований. Механические свойства, кроме этого, определялись на образцах проволоки, отобранных по маршруту волочения, а также состаренных при 500° С в течение 1 ч.

Как показали данные рентгеноструктурного анализа холоднодеформированных волочением образцов, аустенит всех исследуемых сталей является деформационно-метастабильным и при холодной пластической деформации претерпевает мартенситное превращение. Отметим, что при средних степенях обжатия количество мартенсита деформации отличается у плавок различных систем легирования, а при высоких степенях деформации различие выравнивается и для $\epsilon = 4$ составляет 93..98 %, что можно также объяснить присутствием в закаленном состоянии δ -феррита в сталях с пониженным содержанием кобальта и различием механизма деформирования (табл. 2).

В аустенитной матрице возникает основная ориентировка по направлению $\langle 111 \rangle$, которая дополняется второй компонентой типа $\langle 100 \rangle$, параллельной оси проволоки. Подобная ориентировка является типичной для металлов и сплавов с ГЦК решеткой, имеющей пониженную энергию дефектов упаковки. При значительной деформации (когда объемная доля мартенсита в структуре становится заметной) удастся, кроме того, зафиксировать преимущественную ориентировку кристаллов α -твердого раствора по направлению $\langle 110 \rangle$.

Таблица 2
Количество мартенсита деформации в зависимости от степени истинной деформации

$\epsilon = 2 \ln d_0 / d_x$	α , %		
	плавка 4	плавка 5	плавка 11
0	0	5,0	2,0
1,15	25,8	45,1	71,4
2,99	84,3	89,2	87,8
4,15	92,9	98,3	97,7

Изменение прочностных свойств сталей обеих групп, условно выделенных в главе 3, при волочении показано на рис. 9. Из приведенных данных видно, что наиболее значительного деформационного упрочнения удалось достичь на сталях I группы, которые обладают большим запасом пластичности и повышенной технологичностью.

На сталях с пониженным содержанием кобальта при более низкой степени суммарной пластической деформации наступает потеря пластичности, что проявляется в отсутствии различия в значениях временного сопротивления разрыву (σ_b) и предела текучести ($\sigma_{0,2}$).

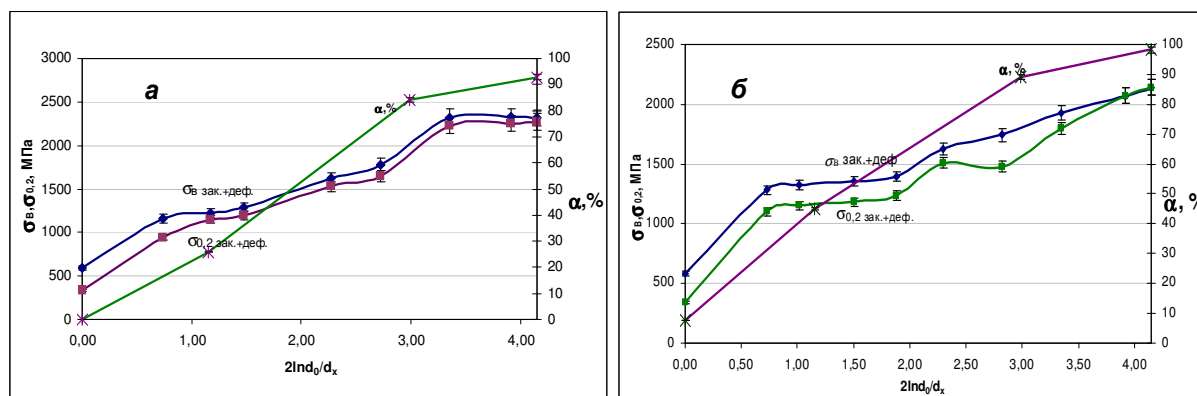


Рис. 9. Изменение прочностных свойств и количества магнитной фазы исследуемых сталей при волочении: а – плавка 4; б – плавка 5

Однозначно утверждать о влиянии легирования на процесс упрочнения нельзя, т.к. в сталях с пониженным содержанием кобальта в закаленном состоянии не удалось получить однофазное состояние, вследствие чего коэффициент деформационного упрочнения этих сталей несколько выше.

Отметим, что применение истинных деформаций выше 2 для сталей с пониженным содержанием кобальта является нецелесообразным, в то время как в сталях с повышенным содержанием кобальта можно использовать и более высокие суммарные деформации ($\epsilon \sim 3$), что позволяет уменьшить количество промежуточных отжигов при производстве проволоки, особенно тонких сечений.

В процессе волочения наряду с повышением прочностных характеристик наблюдалось снижение пластических свойств. В результате деформации ($\epsilon \sim 3,2$) пластичность стали плавки 4, характеризуемая относительным сужением ψ , понизилась с 78 до 43 %, а плавки 5 – с 76 до 21 %.

С целью уточнения температурных интервалов и выяснения морфологии выделяющихся фаз были проведены дифференциально-сканирующая калориметрия, высокотемпературная рентгенография и электронно-микроскопические исследования холоднодеформированных образцов. Анализ кривых ДСК нагрева холоднодеформированных образцов (рис. 10) позволил отметить появление значительных экзо- и эндоэффектов в области низких температур 350..650° С, которые связаны с выделением интерметаллидной фазы из ОЦК-твердого раствора мартенсита деформации с последующим ее растворением ($\alpha, \gamma \rightarrow \text{NiAl}$). Размытый в интервале температур 700..1000° С экзотермический эффект максимальной площади связан с наложением протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и, по-видимому, как отмечалось и для закаленной стали, выделением χ -фазы в результате распада δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \gamma$) и из γ -твердого раствора, с дальнейшим растворением выделившейся интерметаллидной фазы, очевидно, по реакции: $\chi \rightarrow \delta + \gamma$. Обнаружено также наличие высокотемпературного пика в деформированной стали плавки 5, свидетельствующего о процессах образования высокотемпературного δ -феррита. Увеличение площади низкотемпературного экзоэффекта, по сравнению с закаленным состоянием,

очевидно, связано с увеличением объемной доли выделяющихся интерметаллидных фаз в результате распада ОЦК-твёрдого раствора, появление которого обусловлено действием пластической деформации.

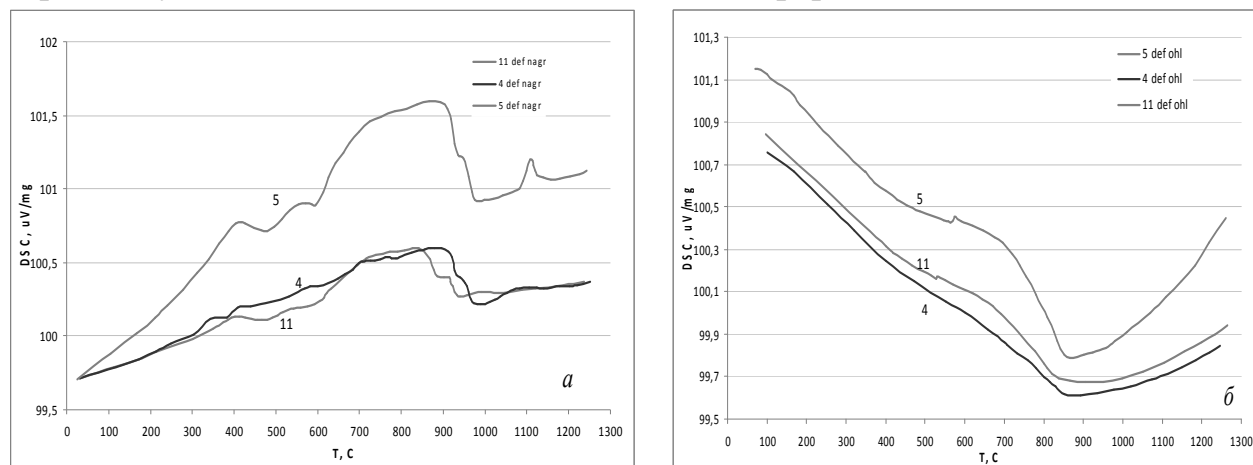


Рис. 10. Кривые дифференциально-сканирующего анализа при нагреве (а) и охлаждении (б) сталей I (плавка 4) и II (плавки 5, 11) групп. Исходное состояние закалка от 1000° С + деформация $\epsilon = 1,8$.
Цифры у кривых номера плавков

Терморентгенографический анализ (рис. 11, 12) показал, что в структуре деформированных образцов при комнатной температуре в основном присутствуют две фазы: ГЦК-фаза (аустенит) и ОЦК (мартенсит деформации, а для плавки 5 и δ -феррит). Причем мартенсит деформации (см. плавку 4) существует до температуры 600° С, сохранение ОЦК-фазы в плавке 5 до более высокой температуры свидетельствует о наличии в структуре δ -феррита, который распадается в интервале температур 600..700° С, очевидно по реакции $\delta \rightarrow \chi + \gamma$. Температурный интервал существования χ -фазы, выделившейся из аустенита для плавков I и II групп: 700..1000° С. Сравнение терморентгенограмм сталей двух групп показало, что в стали плавки 5 с пониженным содержанием кобальта появление χ -фазы наблюдается при более низкой температуре, данный факт можно связать с распадом δ -феррита.

Проведенные электронно-микроскопические исследования деформированных и состаренных образцов показали, что фазой ответственной за упрочнение при старении холоднодеформированных сталей является фаза NiAl с упорядоченной кристаллической решеткой типа B2. Образовавшиеся частицы интерметаллидной фазы NiAl, имеют нанокристаллические размеры, являются высокодисперсными, что чрезвычайно важно при получении проволоки тонких размеров. Электронно-микроскопические исследования показали также присутствие в структуре некоторого количества высокотемпературной χ -фазы, обнаруживающейся после закалки.

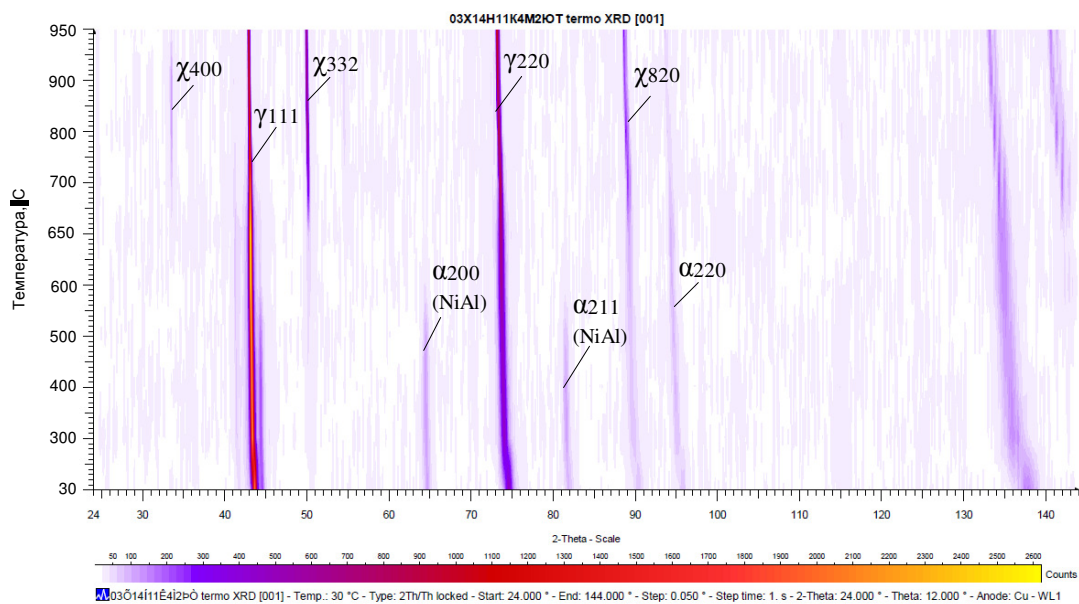


Рис. 11. Терморентгенограмма деформированной стали плавки 4
(при нагреве в интервале температур 30..950° C)

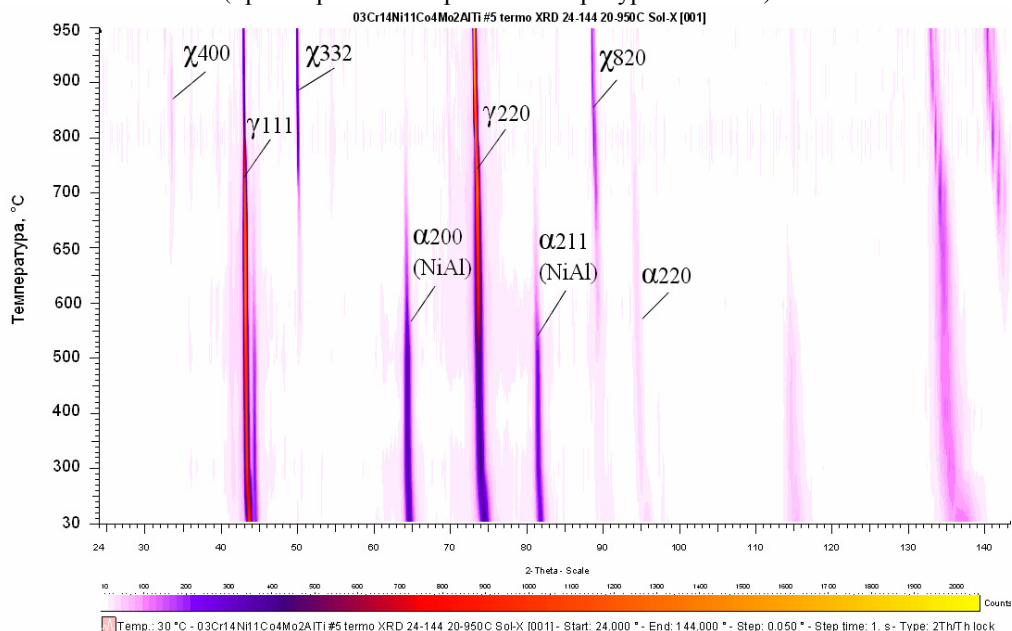


Рис. 12. Терморентгенограмма деформированной стали плавки 5
(при нагреве в интервале температур 30..950° C)

Показано, что при старении деформированных сталей происходит равномерное выделение высокодисперсной упрочняющей фазы NiAl. Частицы имеют сферическую форму, размером порядка 6..10 нм.

Изучение температурно-временных зависимостей прочностных и пластических свойств при старении холоднодеформированных образцов показало, что с точки зрения формирования структуры, фазового состава и свойств оптимальной является температура 500° C, $\tau = 1$ ч.

Из исследованных метастабильных аустенитных сталей двух групп легирования, плавки 4 и 5, была получена коррозионноустойчивая проволока, обладающая после деформации следующим уровнем механических свойств: диаметр 2..3 мм, $e > 2$ – $\sigma_B = 1630$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1520$ МПа; диаметр 0,5..1,0 мм, $e > 4$ –

$\sigma_B = 2330$ МПа, $\sigma_B = 2140$ МПа, соответственно. Для плавки 4 диаметром 0,3..0,5 мм, $e > 5$ – $\sigma_B = 2320..2520$ МПа, в то время как сталь с малым содержанием кобальта протянуть на данную степень деформации не удалось. Последующее старение дает прирост свойств относительно деформированного состояния, в среднем, $\Delta\sigma_B = 200..250$ МПа.

В пятой главе: была изучена релаксационная стойкость стали плавки 4 (наиболее близкой к базовому составу) при повышенных температурах.

Исследование механических свойств пружинной ленты показало, что старение предварительно закаленных образцов не приводит к заметному изменению упругих свойств, в то время как холодная пластическая деформация (волочением и плющением) привела к существенному повышению предела упругости (с 215 до 1150 МПа). Следует подчеркнуть, что количество мартенсита деформации в исследуемой метастабильной аустенитной стали при деформации может достигать ~90%. Последующее старение дополнительно повышает предел упругости деформированной стали. Максимальные значения условного предела упругости ($\sigma_{0,03}$) достигаются при температурах 450° С, что связано с процессами распада ОЦК-твердого раствора (мартенсита деформации) с образованием упорядоченной изоморфной по отношению к ОЦК фазе алюминиды NiAl (рис. 13).

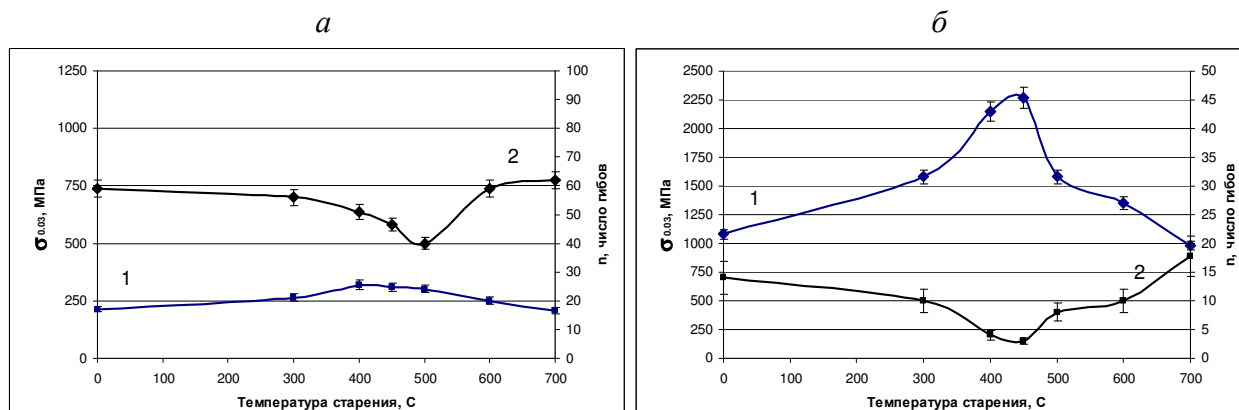


Рис. 13. Зависимость предела упругости (кривая 1) и числа перегибов (кривая 2) закаленной (а) и деформированной (б) ленты плавки 4

Наряду с упругими и пластическими свойствами пружинной ленты важной характеристикой является их релаксационная стойкость при повышенных температурах. Следует иметь в виду, что достижение высокой прочности практически всегда основано на получении метастабильного состояния. Для метастабильного состояния релаксация обусловлена взаимодействием структурного и сдвигового механизма. На рис. 14. приведены кривые изменения относительной релаксационной стойкости исследуемой стали 03Х14Н11К5М2ЮТ в зависимости от температуры предварительного старения при температурах испытания 300° С (а) и 400° С (б) длительностью 10 часов и начальном напряжении $\sigma_0 = 0,8 \cdot \sigma_{0,03}$.

Из полученных данных можно сделать вывод, что на релаксационную стойкость деформированной стали существенное влияние оказывает степень структурной метастабильности. Дополнительное старение увеличивает сопротивление релаксации напряжений при температурах 300 и 400° С, особенно в том случае, когда температура старения становится выше температуры релаксации, что приводит к увеличению стабильности структуры (рис. 14, б). При этом снижение релаксирующего напряжения не превышает 5 %, что свидетельствует о высокой релаксационной стойкости стали 03X14H11K5M2ЮТ при повышенных температурах.

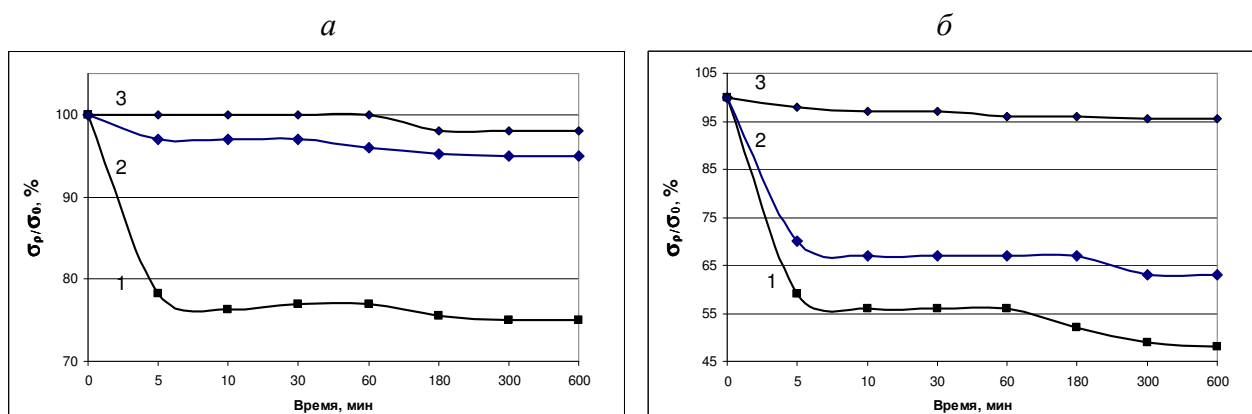


Рис. 14. Релаксационная стойкость исследуемой стали плавки 4 при $T_r = 300^\circ \text{C}$ (а) и при $T_r = 400^\circ \text{C}$ (б) после различных обработок: 1 – деформация; 2 – деформация + старение 400° С, 1 ч; 3 – деформация + старение 500° С, 1ч

Анализ изменения модуля упругости деформированных образцов показал, что пластическая деформация приводит к уменьшению модуля упругости, что можно объяснить ростом числа дефектов кристаллической решетки и увеличением метастабильности сплава. Целесообразно учитывать еще и вклад полиморфного превращения сопровождающегося образованием менее упакованной α -фазы мартенсита деформации. Упрочнение при старении сопровождается повышением модуля Юнга.

Максимальное значение модуля упругости приходится на интервал температур 300..450° С, что совпадает с максимумом прочности. Понижение модуля упругости при температуре выше 450° С связано с процессами перестаривания и протеканием $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, а также процессами обратного растворения интерметаллидных фаз.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ ДИССЕРТАЦИИ

1. Установлены концентрационные интервалы по содержанию хрома ~ от 13,0 до 15,0 %, никеля от 11,0 до 12,0 %, кобальта от 4,0 до 5,5 %, алюминия от 0,5 до 1,0 %, не изменяющие, в сложнолегированной аустенитной стали марки 03X14H11K5M2ЮТ, структурного класса и не приводящие к существенному изменению физико-механических свойств. Подтверждена воспроизводимость фазового состава (практически 100 % аустенит) и механических свойств ($\delta \sim 60\%$) аустенитной стали, что является важным для условий промышленного производства.

2. Показано, что кобальт подавляет образование δ -феррита в исследуемых кобальтсодержащих сталях. Увеличение содержания кобальта (4,5..5,0 мас. %) улучшает однородность структуры аустенитной стали, вследствие подавления образования δ -феррита. Стали с пониженным ($\sim 1,0$ мас. %) содержанием кобальта обладают меньшей технологичностью при волочении (предельная степень деформации для них $\epsilon \sim 3$, в то время как для сталей с 4,5..5,0 мас. % $\epsilon \sim 5$), но могут быть использованы для пружин и упругих элементов, не испытывающих тяжелого нагружения высокотемпературного воздействия.

3. Методом терморентгенографии, электронной микроскопии, ДСК, РСФА и МРСА экспериментально установлены температурные интервалы существования интерметаллидных фаз, NiAl и χ -фазы, в метастабильных аустенитных сталях при нагреве. Показаны температурные интервалы существования фаз: NiAl 300..500° С, χ -фазы – 700..1000° С. Выявлено, что NiAl является упрочняющей фазой, частицы имеют сферическую форму, размер порядка 6..10 нм и равномерно распределены по объему зерна. Показано, что нагрев в область температур существования χ -фазы является технологически нежелательным, с точки зрения формирования структуры для холодной пластической деформации волочением.

4. Показано изменение состава χ -фазы с увеличением содержания в аустенитных сталях кобальта. Отмечено, что в кобальтсодержащих (4,5..5,0 мас. %) сталях обнаруженная высокотемпературная интерметаллидная χ -фаза переменного состава, дополнительно содержит кобальт. Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава χ -фазы: $(\text{Fe,Ni})_{42,0}\text{Cr}_{13,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Al}_{1,0} \rightarrow (\text{Fe,Ni})_{39,0}\text{Cr}_{14,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Co}_{2,0}\text{Al}_{1,0}$ (согласно атомным процентам по данным МРСА) из расчета на 58 атомов элементарной ячейки χ -фазы.

5. Методами ДСК и терморентгенографии показаны процессы образования и распада δ -феррита при нагреве. В δ -феррите аустенитных сталей с пониженным содержанием кобальта ($\sim 1,0$ мас. %) при нагреве до температур

600..700° С происходит распад δ -феррита, сопровождаемый выделением частиц интерметаллидной χ -фазы ($\delta \rightarrow \gamma + \chi$). Конец распада δ -феррита приходится на температуру несколько выше 700° С. При нагреве до температур 1000° С и выше происходит диссоциация χ -фазы, аустенит обогащается ферритообразующими элементами, что приводит к образованию δ -феррита, за счет $\gamma \rightarrow \delta$ превращений.

6. Установлено, что оптимальной температурой нагрева под закалку, с точки зрения формирования комплекса физико-механических свойств ($\sigma_B \sim 550$ МПа, $\sigma_{0,2} \sim 280..300$ МПа, $\delta \sim 60$ %, $\psi \sim 80$ %) для проведения последующей холодной пластической деформации, является температура 1000..1050° С в воду.

7. Показано, что все исследуемые стали в закаленном от 1000° С состоянии имеют высокую ударную вязкость, конструкционную прочность и низкую склонность к хрупкому разрушению вплоть до криогенных температур ($KCV^{20} = 3,69$ МДж/м², $KCV^{-196} = 1,93$ МДж/м²).

8. Выявлено, что упрочнение при старении закаленных аустенитных сталей незначительно, однако аустенит исследуемой стали является деформационно-нестабильным и практически полностью превращается в мартенсит деформации при холодной пластической деформации ($\epsilon \approx 3,0$). Прочностные свойства при этом возрастают \sim в 5 раз, по сравнению с закаленным состоянием.

9. Доказано, что аустенит исследуемой стали является термически стабильным в широком интервале температур от жидкого гелия до 500° С. Предложена обработка (по режиму закалка+деформация+старение 500° С, 1 ч), при которой сталь в состоянии максимального упрочнения обладает высоким сопротивлением релаксации напряжений при длительных нагревах до температуры 400° С, является теплостойкой и может быть использована для высоконагруженных пружин и упругих элементов.

10. Отработана технология (закалка + деформация + старение 500° С, 1 ч) получения высокопрочной проволоки для упругих элементов и стержневого медицинского инструмента, обладающей высокой технологичностью при волочении, что позволило сократить число промежуточных смягчающих отжигов при производстве проволоки. Изготовлена опытная партия проволоки разных типоразмеров, проведены успешные полупромышленные испытания в ПТО «Медтехника», г. Казань.

По теме диссертации опубликованы следующие работы:

1. Мальцева Л.А. Свойства метастабильной стали 03X14H11K5M2ЮТ после термопластической обработки / Л.А. Мальцева, В.А. Завалишин, С.Б. Михайлов, Н.Н. Озерец, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2009, № 11 (653). С. 45-50.
2. Мальцева Л.А. Коррозионная стойкость высокопрочных алюминийсодержащих сталей для медицинstrumenta / Л.А. Мальцева, Н.Г. Россина, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова // *Материаловедение*, 2009, № 6 (147). С. 11-18.
3. Мальцева Л.А. Влияние термопластической обработки на механические и релаксационные свойства метастабильной аустенитной стали» / Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, К.Д. Храмцова // *Научно-технический вестник Поволжья*, 2011, № 1. Казань: Научно-технический вестник Поволжья, 2011. С. 144-147. ISSN 2079-5920.
4. Мальцева Л.А. Формирование субмикрокристаллической структуры в метастабильных аустенитных сталях при волочении / Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, А.В. Левина // *Физические свойства металлов и сплавов: сборник научных трудов V Российской научно-практической конференции «Физические свойства металлов и сплавов»*. Ч.2. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. С. 7-9.
5. Maltseva L.A. Scientific bases and technological decisions of manufacture high-strength aluminum-bearing corrosion-resistant steels for medical tools / L.A. Maltseva, T.V. Maltseva, N.N. Ozerets, V.A. Sharapova, A.V. Levina // *International conference "Hot Forming of Steels & Product Properties"*. ISBN 88-85298-72-9, 2009.
6. Мальцева Л.А. Анализ структурных, фазовых и магнитных переходов в сплавах на Fe-Cr-Ni основе / Л.А. Мальцева, Л.С. Горулева, А.А. Кабакова, В.А. Шарапова, К.Д. Храмцова, Е.А. Туева // *XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых - металлургов*. Екатеринбург: УрФУ, 2010. С. 50-51.
7. Мальцева Л.А. Влияние состава на структуру, механические свойства и сопротивление разрушению железохромоникелевых сталей с метастабильным аустенитом / Л.А. Мальцева, С.В. Гладковский, Н.Н.Озерец, Т.В.Мальцева, В.А. Шарапова // *VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: материалы конференции*. 20-22 октября 2010 г. Оренбург: ОГУ, 2010. С. 63-68.
8. Мальцева Л.А. Кинетика старения и механические свойства Fe-Cr-Ni сталей после ТМО / Л.А. Мальцева, В.А. Шарапова, А.В. Левина, Скорынина П.А. // *XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых - металлургов*. Екатеринбург: УрФУ, 2010. С. 169-171.
9. Мальцева Л.А. Эволюция структуры, кристаллографической текстуры и механических свойств аустенитной стали при волочении / Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, Д.С. Тюшляева // *XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых - металлургов*. Екатеринбург: УрФУ, 2010. С. 270-271.
10. Мальцева Л.А. Фазовые и структурные превращения, протекающие в аустенитных сталях при ТМО / Мальцева Л.А. Карабаналов М.С., Озерец Н.Н., Шарапова В.А., Григорьева Е.С. // *XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых - металлургов*. Екатеринбург: УрФУ, 2010. С. 273-275.
11. Мальцева Л.А. Деформация коррозионностойких сталей с различной стабильностью аустенита / Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова, Е.А.

- Туева // Физика прочности и пластичности материалов: сб. тез. XVII Международной конференции. Самара: Самарский гос. тех. ун-т, 2009. С. 81.
12. Мальцева Л.А. Структурные и фазовые превращения аустенитных сталей при нагреве и охлаждении / Л.А. Мальцева, М.А. Рыжков, В.А. Шарапова, Э.Р. Чурбаева, И.А. Сахно // X Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молодых ученых: сборник трудов, Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. С. 88.
 13. Мальцева Л.А. Структура и механические свойства аустенитных коррозионностойких сталей после термопластической обработки / Л.А. Мальцева, Н.Г. Россина, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова // Берштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов, посвященные 90-летию со дня рождения профессора М.Л. Берштейна: сборник тезисов, Москва: МИСиС, 2009. С. 55.
 14. Митропольская С.Ю. Изменение структуры и физико-механических свойств аустенитных коррозионностойких сталей в условиях силового нагружения / С.Ю. Митропольская, В.А. Шарапова, Е.А. Туева, В.Ю. Егорова // XIX Петербургские чтения по проблемам прочности. Сборник материалов. Ч.2. Санкт-Петербург: СПбГУ, 2010. С. 211-213.
 15. Maltseva L.A. Nanostructural state producing in metastable austenitic steel using severe plastic deformation by drawing / L.A. Maltseva, T.V. Maltseva, N.N. Ozerets, V.A. Sharapova, A.V. Levina // The 6th International Conference on Advanced Materials and Processing. ICAMP6, 19-23 July 2010. PR China, Lijiang. P. 42.

Подписано в печать 06.05.11		Формат 60×84 1/16	
Бумага писчая	Плоская печать	Усл. печ. л.	
Уч.-изд. л.	Тираж 100	Заказ	Цена «С»

Издательство ФГАОУ ВПО «УрФУ»
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19

Ризография НИЧ ФГАОУ ВПО «УрФУ»
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19